

This Page Is Inserted by IFW Operations
and is not a part of the Official Record

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images may include (but are not limited to):

- BLACK BORDERS
- TEXT CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- FADED TEXT
- ILLEGIBLE TEXT
- SKEWED/SLANTED IMAGES
- COLORED PHOTOS
- BLACK OR VERY BLACK AND WHITE DARK PHOTOS
- GRAY SCALE DOCUMENTS

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

**As rescanning documents *will not* correct images,
please do not report the images to the
Problem Image Mailbox.**

(19)日本国特許庁(JP)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平6-108184

(43)公開日 平成6年(1994)4月19日

(51)Int.Cl. ⁵	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C	9/04			
C 2 2 F	1/08	K		

審査請求 有 請求項の数1(全 9 頁)

(21)出願番号	特願平3-327047	(71)出願人	390031587 三宝伸銅工業株式会社 大阪府堺市三宝町8丁374番地
(22)出願日	平成3年(1991)11月14日	(71)出願人	000222369 東洋バルヴ株式会社 東京都中央区日本橋室町1丁目5番7号
		(72)発明者	丹 壽志 大阪府堺市三宝町8丁374番地 三宝伸銅工業株式会社内
		(72)発明者	辻 孝博 大阪府堺市三宝町8丁374番地 三宝伸銅工業株式会社内
		(74)代理人	弁理士 岩越 重雄 (外1名) 最終頁に続く

(54)【発明の名称】 耐蝕性銅基合金材

(57)【要約】

【目的】 耐蝕性（特に耐脱亜鉛腐蝕性，耐粒界腐蝕性）、機械的性質及び被削性に優れ、しかも製造工程における品質管理が容易で且つ安価に製造することができるようにする。

【構成】 銅61.0～65.0重量%、鉛1.0～3.5重量%、錫0.7～1.2重量%、ニッケル0.2～0.7重量%、鉄0.03～0.4重量%、及びアンチモン0.02～0.10重量%と燐0.04～0.15重量%とを合計で0.08～0.20重量%含有し且つ残部が亜鉛及び不可避同伴不純物からなる金属組成をなし、熱間で押出又は抽伸した後に500～600℃、30分～3時間の条件で熱処理した実質的にα単相組織の耐蝕性銅基合金材。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 銅61.0～65.0重量%、鉛1.0～3.5重量%、錫0.7～1.2重量%、ニッケル0.2～0.7重量%、鉄0.03～0.4重量%、及びアンチモン0.02～0.10重量%と燐0.04～0.15重量%とを合計で0.08～0.20重量%含有し且つ残部が亜鉛及び不可避同伴不純物からなる金属組成をなし、熱間で押出又は抽伸した後に500～600℃、30分～3時間の条件で熱処理した実質的に α 単相組織の耐蝕性銅基合金材。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、押出又は抽伸された銅基合金材であって、耐蝕性（特に耐脱亜鉛腐蝕性、耐粒界腐蝕性）、機械的性質及び被削性に優れた耐蝕性銅基合金材に関するものである。

【0002】

【従来の技術】一般に、銅基合金材としては、鍛造用黄銅棒（JIS C3771）、快削黄銅棒（JIS C3604）、ネーバル黄銅棒（JIS C4641）、アルミニウム青銅棒（JIS C6240）、高力黄銅棒（JIS C6783）等が広く使用されている。しかし、これらの銅基合金材は、何れも、十分な耐蝕性及び被削性を具備するものではなかった。すなわち、快削黄銅棒、鍛造用黄銅棒等は、亜鉛の含有量が高いため、温水、汚染水、海水中で脱亜鉛腐蝕が発生し易いという難点がある。一方、耐蝕性に優れるとされているネーバル黄銅棒、アルミニウム青銅棒、高力黄銅棒は、被削性が悪く、しかも耐脱亜鉛腐蝕性や耐脱アルミ腐蝕性が充分でないという欠点がある。

【0003】そこで、近時、このような銅基合金材における耐脱亜鉛腐蝕性を改善したものとして、特開昭55-97443号公報に開示される如く、鍛造用黄銅材料に微量の燐を添加した銅基合金材（以下「第1従来合金材」という）、特公昭51-20375号公報に開示される如く、比較的多量の錫、ニッケルを銅-亜鉛合金に添加して、耐蝕性を高めるようにした銅基合金材（以下「第2従来合金材」という）、特公昭60-194035号公報に開示される如く、比較的小量の錫、ニッケル及び微量のアンチモン、燐を銅-亜鉛合金に添加して、耐蝕性を高めるようにした銅基合金材（以下「第3従来合金材」という）が提案されている。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】しかし、第1従来合金材は、微量の燐を添加することによって脱亜鉛腐蝕を抑制しようとしたものであるが、燐の添加のみでは β 相の混在する状態で充分な耐脱亜鉛腐蝕性を得ることが困難であり、実用上様々な問題を生じる。

【0005】また、第2従来合金材は、錫及びニッケルの寄与により耐脱亜鉛腐蝕性の向上を図ったものである

が、錫の添加量が1.2～2.0重量%と比較的高いため、熱間押出工程での温度条件によっては、SnリッチのCu-Zn-Sn系の金属間化合物である γ 相が出現することになる。そして、このような γ 相が出現すると、合金材の靱性が低下して脆くなり、熱間押出等の熱間加工時に割れが生じ易くなる。しかも、錫が偏析し易いために組織の安定化が困難となり、その結果、合金材の耐蝕性にバラツキを生じ易いといった大きな欠点がある。これは、多量のニッケルを添加し且つ極めて狭い温度範囲で熱間押出を行うことによって或る程度解消できるが、このようにすることは、合金材の製造上、作業性が著しく低下する等の不都合を生じ、品質管理や歩留（コスト）の点で問題がある。

【0006】一方、第3従来合金材は、錫、ニッケル、アンチモン、燐の寄与により耐脱亜鉛腐蝕性の向上を図ったものであり、錫の添加量を少量（0.7～1.2重量%）に抑えることにより、第2従来合金材における如くニッケルを多量に添加せずとも、比較的小量（0.2～0.7重量%）のニッケル添加により上記した γ 相の出現を効果的に抑止し得るように工夫されたものである。また、燐、アンチモンを添加することによって、より安定した耐脱亜鉛腐蝕性を確保できるものである。

【0007】しかし、この第3従来合金材にあつては、鉄の添加量が0.4重量%を超えると、熱間押出工程の温度条件によっては鉄と添加元素である燐との化合物が生成して、燐が組織基地中に然程固溶せず、耐脱亜鉛腐蝕性の低下を招き易いといった問題を生じる。また、上記化合物の多くが粒界に集積されることから、粒界腐蝕を生じる。しかも、この化合物によって被削性が低下することになる。

【0008】本発明は、上記した問題を解決して、耐蝕性（特に耐脱亜鉛腐蝕性、耐粒界腐蝕性）、機械的性質及び被削性に優れ、しかも製造工程における品質管理が容易で且つ安価に製造することができる耐蝕性銅基合金材を提供することを目的とするものである。

【0009】

【課題を解決するための手段】この課題を解決した本発明の耐蝕性銅基合金材は、銅61.0～65.0重量%、鉛1.0～3.5重量%、錫0.7～1.2重量%、ニッケル0.2～0.7重量%、鉄0.03～0.4重量%、及びアンチモン0.02～0.10重量%と燐0.04～0.15重量%とを合計で0.08～0.20重量%含有し且つ残部が亜鉛及び不可避同伴不純物からなる金属組成をなし、熱間で押出又は抽伸した後に500～600℃、30分～3時間の条件で熱処理した実質的に α 単相組織のものである。

【0010】黄銅の鑄造材、押出材、抽伸材において α 相が多くなるのは、ニッケル含有量とも関係するが、一般には、銅含有量が62重量%以上の場合であり、 α 単相組織を得るためには銅含有量を63重量%以上とする

必要がある。しかし、熱間押出後に適切な熱処理を施せば、銅含有量が61.0重量%でも、後述するニッケルとの相乗効果により安定した α 単相組織を得ることが可能である。一方、銅含有量が増加すると、 α 相を容易に得ることができ且つ耐蝕性を向上させることができる反面、引張強さや硬さが低下することになる。したがって、脱亜鉛腐蝕性が主として α 相以外の相(β 相等)組織から発生することを考慮して、熱処理後に安定した α 相組織となり、機械的性質を損なわず、ニッケルとの関係をも考慮した経済性の高い範囲として、銅の含有量を61.0~65.0重量%とした。

【0011】錫は耐蝕性を向上させるために添加される。前記した第2従来合金材では錫の含有量を比較的多く(1.2~2.0重量%)しているが、本発明者が実験、研究したところによれば、熱処理により安定した α 相組織が得られる場合、錫の添加量を少なくしても、後述のニッケル、アンチモン、燐による耐蝕性の向上と相俟って、充分良好な耐蝕性が得られることが判明した。しかし、0.7重量%未満であると、顕著な耐蝕性向上が認められない。また、1.2重量%を超えると、脆い γ 相が出現し易くなる。したがって、錫が高価な金属であるという経済性も考慮して、錫の含有量は0.7~1.2重量%とした。

【0012】鉛は被削性を向上させるために添加されるが、添加量が1.0重量%未満であると、充分な被削性が得られない。一方、鉛添加量を多くすると製造工程における熱間押出作業が困難となることから、前記した第2及び第3従来合金材においては鉛の上限添加量を2.5重量%に抑えているが、本発明では上記した如く銅の下限含有量を61.0重量%と低くしているため熱間押出作業が容易であり、鉛の添加量を2.5重量%以上としても、安定して熱間押出材を製造することが可能である。しかし、3.5重量%を超えると、伸び、衝撃値等が低下することになる。このような理由から、鉛の含有量は1.0~3.5重量%とした。

【0013】ニッケルは、錫との相乗効果によって耐蝕性の向上をもたらす、且つその機械的性質を改善するために添加されるものである。ニッケルは亜鉛当量が負であるため、その添加量を増加するに従って α 相組織が多くなる。したがって、ニッケルを添加することによって、銅含有量を61.0重量%程度に低くしても、 β 相の増加を阻止すると共にSnリッチの γ 相(Cu-Zn-Sn系の金属間化合物)の出現を阻止することが可能である。そして、熱間押出後の熱処理により安定した α 相組織が得られ、耐蝕性、特に耐脱亜鉛腐蝕性が向上する。さらに、ニッケルの添加により、安定した α 相組織であるにも拘わらず、機械的強度の高い合金材が得られる。而して、このような効果は、ニッケルの添加量が0.2重量%未満では然程期待できないし、かといって0.7重量%を超えても、耐蝕性、機械的強度の面で然

程に向上する訳ではなく、寧ろ経済性を勘案すれば問題がある。このような理由から、ニッケルの含有量は0.2~0.7重量%とした。

【0014】アンチモンは、錫、燐の添加と相俟って、脱亜鉛腐蝕を抑制するために添加される。アンチモンは、化学的活性度の高い元素であるため、組織基地中に固溶するのみならず、鉛含有の黄銅においては鉛にも或る程度固溶する。したがって、アンチモンの有効添加量は、かかる固溶量を勘案して設定しなければならない。本発明者の実験、研究によれば、鉛含有の黄銅では、耐脱亜鉛腐蝕に関して有効に作用するためにはアンチモンを少なくとも0.02重量%添加する必要がある。一方、アンチモンの添加量が0.10重量%を超えると、脆くなり、特に熱間加工性を阻害することになる。したがって、アンチモンの単独添加で耐蝕性の向上を図る場合には却って工業的有用性を損なう虞れが強い。このような点から、錫、燐、鉛との相互関係を考慮して、アンチモンの含有量は、0.02~0.10重量%とした。

【0015】燐は、上述した如く錫、アンチモンの添加と相俟って、脱亜鉛腐蝕を抑制するために添加される。燐は、アンチモンと同様に化学的活性度の高い元素であり、鉄と容易に化合物を形成して、耐蝕性に影響を与える。析出した或いは未固溶の鉄と燐とが化合物を生成して耐蝕性が向上する反面、燐が鉄により消費されるため、本来の燐添加による効果が低下する。したがって、鉄による燐の消費分を勘案して、燐の適正添加量を決定する必要がある。また、燐の添加量が多い場合は、粒界への偏析が生じ、そのために延性が低下すると共に却って粒界腐蝕感受性が高くなる。本発明者が実験、研究したところによると、前記した第3従来合金材における鉄含有量(0.1~1.0重量%)が上限値側である場合、燐を0.2重量%以上添加しないと、燐が優先的に鉄と化合物を形成するため、燐は組織基地中に殆ど固溶しない。燐の添加量が0.2重量%以上となると、粒界腐蝕感受性を高め、化合物も粒界に析出して、耐蝕性を劣化させる。このため、後述する如くに鉄の含有量を少量に制限し、錫、アンチモンとの相互関係において燐の配合適正範囲を0.04~0.15重量%とした。

【0016】また、上記したアンチモン及び燐は共に粒界に偏析し易い性質を有するものであるから、両者の合計添加量が0.20重量%を超えると、延性が低下し、特に熱間加工性を阻害することになる。一方、これらと錫との相互作用によって、より安定した耐蝕性を確保するためには、アンチモン及び燐の合計添加量を0.08重量%以上としておく必要がある。したがって、アンチモン及び燐は、合計添加量が0.08~0.20重量%の範囲で添加させるのである。

【0017】鉄は合金の結晶を微細化させ、これによって強度を高める機能がある。但し、鉄の添加量が少ないと、かかる機能は十分に発揮されない。ところで、上述

の燐も鉄と同等に或いはそれ以上に結晶粒の微細化機能を有するものであるから、鉄との相乗作用によって結晶粒の微細化、機械的性質の向上に寄与する。このような燐と鉄との相乗効果は、鉄の添加量が0.03重量%未満では充分に発揮されない。一方、本発明者の実験、研究によれば、耐蝕性に悪影響を与える未固溶或いは析出した鉄は、前述した如く、燐との化合物を形成し、耐蝕性に及ぼす鉄の影響を著しく減少せしめることができる。しかし、鉄の添加量が0.4重量%を超えると、燐-鉄化合物量が増加して、燐が消費され、組織基地への燐の有効添加量が不足して、目的の耐蝕性を得ることができない。さらに、その化合物が粒界に堆積する確率が高くなるため、粒界腐蝕感受性が増大する。また、鉄-燐化合物量が増加すると、被削性も低下する。このような耐蝕性の向上、機械的性質の向上、被削性の維持及び経済性を考慮して、鉄の含有量は0.03~0.4重量%とした。

【0018】ところで、熱間押出は、通常、700~770℃の高温条件下で行われるため、その押出材、抽伸材は非平衡状の組織となり、耐蝕性に悪影響を与える β 相が残留する虞れがある。同時に、主として結晶粒界で亜鉛、錫、鉄、ニッケル、アンチモン、燐（特に、錫、アンチモン、燐）の局所的な偏在が生じる。

【0019】本発明では、かかる点に鑑み、熱間押出、抽伸後にその押出材、抽伸材を熱処理（焼鈍）しておくことによって、残留する β 相を消滅させ、粒界での元素の局所的な偏在を解消し、粒内及び粒界での元素濃度分布を均一化させることにより、飛躍的に耐粒界腐蝕性を含めた耐蝕性を高めることができ、同時に、粒界で錫、アンチモン、燐の濃度が高くなることによる延性の低下を防止することができるようにしたのである。而して、

本発明者が実験、研究したところによると、焼鈍温度が600℃を超えると β 相の消滅は却って困難となり、逆に、500℃未満であると粒界での元素の局所的な偏在の解消及び β 相消滅に多くの時間を要することが判明した。さらに、焼鈍時間が30分未満では上記焼鈍効果が然程発揮されない。逆に、3時間を超えても上記焼鈍効果は殆ど変わらず、経済的に無駄である。このような理由から、熱間押出材、抽伸材を500~600℃、30分間~3時間の条件で熱処理させることとした。

10 【0020】

【実施例】以下、本発明の実施例について説明する。実施例として、表1に示す組成の銅基合金材料を、20mm径の棒状に熱間押出後、550℃、30分の条件で熱処理つまり焼鈍して、本発明に係る銅基合金材No. 1~No. 3を得た。また、比較例として、表1に示す組成の銅基合金材料を上記銅基合金材No. 1~No. 3における同一条件で20mm径の棒状に熱間押出して、非熱処理材である銅基合金材No. 4~No. 11を得た。なお、比較例の銅基合金材において、No. 4は熱処理をしない点を除いて、No. 1と同一のものである。また、No. 5は「JIS H3250」にいう快削黄銅棒（C3607）に、No. 6は「JIS H3250」にいう鍛造用黄銅棒（C3771）に、No. 7は「JIS H3250」にいうネーバル黄銅棒（C4641）に、No. 8は「JIS H3250」にいう高力黄銅棒（C6782）に、No. 9は前記第1従来合金材に、No. 10は前記第2従来合金材に、又No. 11は前記第3従来合金材に、夫々相当するものである。

30 【0021】

【表1】

合金 No.		合 金 組 成 (重量%)										熱 處 理
		C u	P b	S n	F e	N i	S b	P	M n	A l	Z n	
實 施 例	1	61.75	2.78	0.92	0.23	0.57	0.07	0.04	—	—	殘部	有
	2	62.96	1.78	1.10	0.18	0.42	0.05	0.07	—	—	殘部	有
	3	64.10	2.23	0.78	0.30	0.37	0.03	0.11	—	—	殘部	有
比 較 例	4	61.75	2.78	0.92	0.23	0.57	0.07	0.04	—	—	殘部	無
	5	58.58	3.12	0.26	0.25	0.07	—	—	—	—	殘部	無
	6	58.86	2.08	0.29	0.24	0.10	—	—	—	—	殘部	無
	7	60.23	0.04	0.79	0.06	—	—	—	—	—	殘部	無
	8	57.45	0.31	0.17	0.46	0.04	—	—	0.81	0.70	殘部	無
	9	59.62	2.08	0.33	0.20	0.06	—	0.12	—	—	殘部	無
	10	64.27	1.84	1.45	0.79	0.11	—	—	—	—	殘部	無
	11	64.37	2.33	1.01	0.65	0.45	0.03	0.03	—	—	殘部	無

【0022】そして、これらの銅基合金材について、各々、機械的性質（引張強さ、伸び、硬さ）及び被削性に関して試験したところ、表2に示す如き結果が得られた。なお、被削性については、所謂ドリルテスト値をもって評価した。このドリルテスト値は、基準試料に対す

る穿孔時間の比率を示したものであり、その値が大きい程被削性に優れることになる。

【0023】

【表2】

30

合金 No.		機 械 的 性 質			被 削 性
		引張強さ N/mm ²	伸び %	硬さ HR (B)	ドリルテスト値 %
実 施 例	1	4 5 2	2 6 . 8	6 8	9 1
	2	4 5 3	3 6 . 4	6 9	6 8
	3	4 5 0	3 4 . 4	6 8	7 5
比 較 例	4	4 5 9	2 1 . 6	7 1	8 7
	5	4 4 1	2 5 . 4	6 6	1 0 0
	6	4 5 8	3 3 . 4	6 9	7 2
	7	4 2 9	3 7 . 8	6 4	2 0
	8	6 4 6	1 8 . 0	8 1	2 0
	9	4 4 6	3 5 . 8	6 5	7 3
	10	4 6 5	2 3 . 6	7 3	5 7
	11	4 6 2	2 1 . 4	7 4	6 5

【0024】表2に示す試験結果から明らかなように、本発明に係る銅基合金材No. 1～No. 3は、何れも、耐蝕性を向上させるものの伸びを減少させる性質を有する錫、燐、アンチモン等の元素を比較的多く含有しているにも拘らず、これらが組織基地中に均一に固溶しているために伸びがあり、且つ鉛を含有しているために被削性が極めて良好である。

【0025】さらに、上記各銅基合金材について、「ISO 6509」及び「JB MAT-303（日本伸銅協会技術標準）」に夫々定める方法により脱亜鉛腐蝕試験を行ったところ、表3に示す如き結果（脱亜鉛腐蝕深さ（最大値）及び腐蝕形態）が得られた。

【0026】すなわち、「ISO 6509」による脱亜鉛腐蝕試験にあつては、各銅基合金材No. 1～No. 11から得た試料を、暴露試料表面が押出材、抽伸材の押出し方向に対して直角となるようにしてフェノール樹脂材に埋込み、試料表面をエメリー紙により1200番まで研磨した後、これを純水中で超音波洗浄して乾燥した。かくして得られた被腐蝕試験試料を、1.0%の塩化第2銅2水和塩（ $\text{CuCl}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ ）の水溶

液（12.7g/l）中に浸漬し、75℃の温度条件下で24時間保持した後、水溶液中から取出して、脱亜鉛、粒界腐蝕の進行状態を顕微鏡写真に撮って、その腐蝕形態を判定すると共に、その脱亜鉛腐蝕深さの最大値及び平均値を測定した。なお、上記顕微鏡写真のうち、代表的な事例（合金材No. 1～No. 4, No. 6, No. 7, No. 10, No. 11）に関するものについて、図1～図8に示した。

【0027】また、「JB MAT-303」による脱亜鉛腐蝕試験にあつては、 CO_2 、 O_2 、 N_2 の混合ガス（混合比は、10（ CO_2 ）：20（ O_2 ）：70（ N_2 ））を飽和させた60℃、1000mm³のNaCl（0.5Mol）及び NaCO_3 （0.005Mol）の水溶液（PH：6.5～7.0）中において、上記した被腐蝕試験試料に1mA/cm²の直流電流を印加して、24時間定電流アノード分極した後、その脱亜鉛腐蝕深さの最大値及び平均値を測定し、腐蝕形態を判定した。

【0028】

【表3】

合金 No.		ISO 6509 腐蝕試験		JB MAT-303 腐蝕試験	
		脱亜鉛深さ(mm)	腐蝕形態	脱亜鉛深さ(mm)	腐蝕形態
実 施 例	1	0.03	粒界腐蝕	0.02	粒界腐蝕
	2	0.02	粒界腐蝕	0.01以下	—
	3	0.02	粒界腐蝕	0.01以下	—
比 較 例	4	0.3	粒界腐蝕	0.15	粒界腐蝕
	5	1.2	全面腐蝕	0.22	栓状腐蝕
	6	1.1	全面腐蝕	0.20	栓状腐蝕
	7	0.6	β 選択腐蝕	0.15	β 選択腐蝕
	8	0.8	全面腐蝕	0.18	栓状腐蝕
	9	0.5	β 選択腐蝕	0.16	β 選択腐蝕
	10	0.18	粒界腐蝕	0.13	粒界腐蝕
	11	0.11	粒界腐蝕	0.10	粒界腐蝕

【0029】表3の試験結果から明らかなように、本発明に係る銅基合金材No. 1～No. 3は、何れも、脱亜鉛腐蝕深さ（最大値）が0.03mm以下であり、比較例銅基合金材No. 4～No. 11に比して、耐脱亜鉛腐蝕性、耐粒界腐蝕性に極めて優れるものであることが理解される。なお、銅基合金材No. 1～No. 3は、錫の含有量が比較的少ないことから、錫の偏析等が生じ難く、その結果、熱処理条件の僅かな差異によって耐蝕性等が大きく変動することがなく、熱処理工程の管理が容易になり且つ耐蝕性のバラツキも殆ど皆無であることが確認された。

【0030】

【発明の効果】以上の説明から容易に理解されるように、本発明によれば、安定した α 単相組織をなし、耐蝕性（特に、耐脱亜鉛腐蝕性、耐粒界腐蝕性）、機械的性質、被削性の何れにおいても極めて優れた銅基合金材を提供することができる。しかも、製造工程における熱間押出作業、温度管理が容易で、製造歩留りが良く、常に、安定した品質の製品を安価に提供できる。そして、本発明の銅基合金材は、温水、汚染水、海水等に対する耐蝕性に優れ、しかも被削性、機械的強度に優れるものであるから、パルプ部品（弁体、弁棒等）、機械部品、船舶用部品、電気部品、シャフト、ポンプ軸、ブッシュ、管状部材、板状部材等に好適に使用され、その用途は極めて広範なものである。さらに、アルミニウム、シ

リコン、マンガン等を含まないため、削屑等の加工屑を青銅鋳物等の材料として再利用することができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】「ISO 6509」による脱亜鉛腐蝕試験後における銅基合金材No. 1の暴露面に対する直角断面の金属組織を200倍に拡大して示す顕微鏡写真である。

【図2】同試験後における銅基合金材No. 2の暴露面に対する直角断面の金属組織を200倍に拡大して示す顕微鏡写真である。

【図3】同試験後における銅基合金材No. 3の暴露面に対する直角断面の金属組織を200倍に拡大して示す顕微鏡写真である。

【図4】同試験後における銅基合金材No. 4の暴露面に対する直角断面の金属組織を200倍に拡大して示す顕微鏡写真である。

【図5】同試験後における銅基合金材No. 6の暴露面に対する直角断面の金属組織を100倍に拡大して示す顕微鏡写真である。

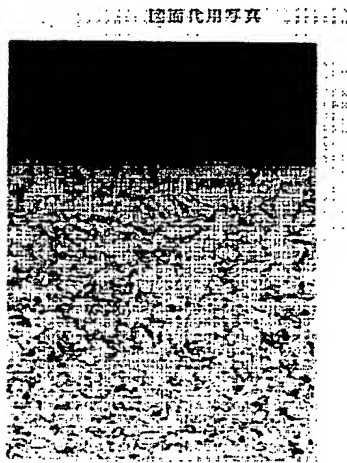
【図6】同試験後における銅基合金材No. 7の暴露面に対する直角断面の金属組織を100倍に拡大して示す顕微鏡写真である。

【図7】同試験後における銅基合金材No. 10の暴露面に対する直角断面の金属組織を200倍に拡大して示す顕微鏡写真である。

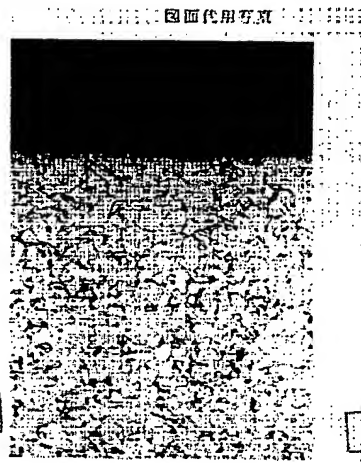
【図8】同試験後における銅基合金材No. 11の暴露面に対する直角断面の金属組織を200倍に拡大して示

す顕微鏡写真である。

【図1】



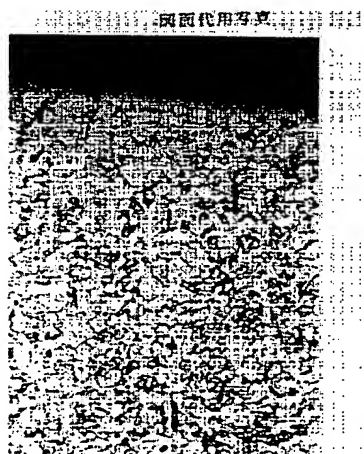
【図2】



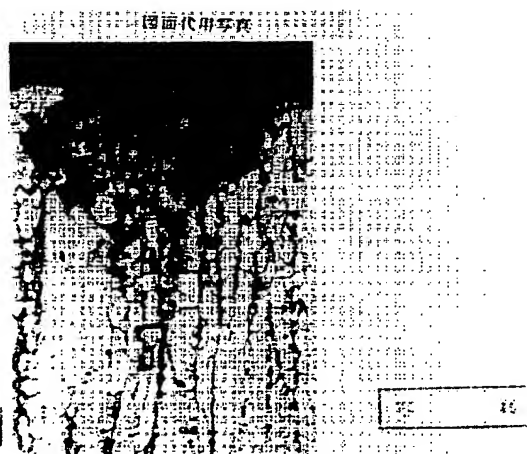
【図6】



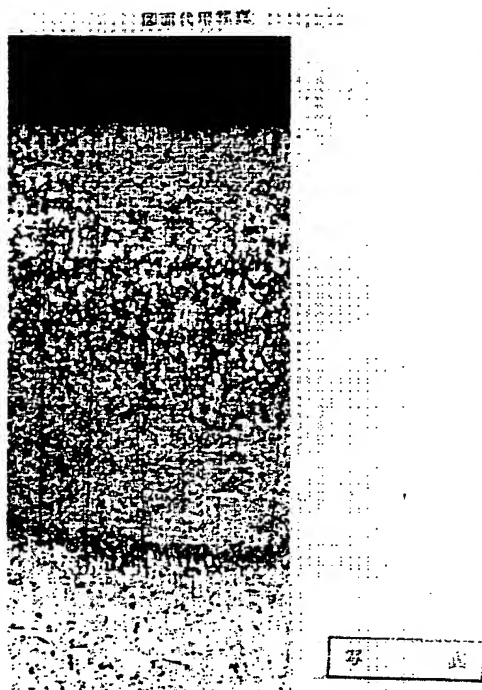
【図3】



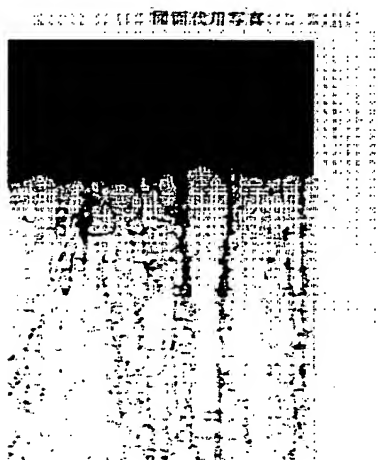
【図4】



【図5】



【図7】



【図8】



フロントページの続き

(72)発明者 大石 恵一郎
大阪府堺市三宝町8丁374番地 三宝伸銅
工業株式会社内

(72)発明者 助川 東輔
長野県諏訪市湖岸通り5丁目11番90号 東
洋バルヴ株式会社諏訪工場内
(72)発明者 下田 義人
長野県諏訪市湖岸通り5丁目11番90号 東
洋バルヴ株式会社諏訪工場内